Al-1.0 % Fe 合金に生じる準安定相の相変化*

鈴木 寿**・菅野 幹宏**

田辺 英男**・糸井 一博**

The metastable to stable phase change in an Al-1.0%Fe alloy*

UDC 669.715'12 : 621.785.7 : 620.187

Hisashi SUZUKI**, Motohiro KANNO**, Hideo TANABE** and Kazuhiro ITOI**

Optical and transmission electron microscopies and X-ray diffraction were carried out on transformation of a metastable Al_6Fe or Al_mFe in the eutectic structure in relation to the "fir tree structure". Specimens containing either Al_6Fe or Al_mFe in the eutectic were isothermally annealed at 500° to 600°C. As for $Al_6Fe \rightarrow Al_3Fe$ transformation, stable Al_3Fe nucleates at the edge of rod-shaped Al_6Fe contacting to the matrix-eutectic interface in the early stage of annealing. It grows with dissolution of Al_6Fe facing to the stable Al_3Fe . The Al_mFe transforms into Al_3Fe in the same mode. The estimated activation energy 1.4 to 1.6 eV for $Al_6Fe \rightarrow Al_3Fe$ transformation suggests that the transformation is controlled by the diffusion of dissolved Fe atoms in the α -phase in the eutectic. None of intermediate phase is found during the transformation. The time required for eliminating Al_mFe is shorter than that for eliminating Al_6Fe , probably due to a narrower region of the eutectic in the former.

(Received February 2, 1978)

1. 緒 言

少量の Fe, Si などを含む工業用純アルミニウム (例えば 1100) あるいはそれに Mg が含まれるアルミニウム合金 (例えば 5005) は, 凝固時の冷却速度が増加すると安定相以外に準安定相である Al_6Fe , Al_mFe などを晶出し, これがいわゆる樅の木組織の原因になることが知られている^{1),2)}。そして準安定相 Al_6Fe を生じる場合は, これを高温焼鈍して安定相 Al_3Fe に変化させれば, 樅の木組織が消滅するといわれている³⁾ が, その相変化過程は必ずしも明確になつていない。Hollingsworth⁴⁾ らによると Al-2.0% Fe 合金に生じる Al_6Fe は 538°C 以上で速やかに Al_3Fe に変化し, その過程で中間相を生じるとする。中間相については, 三木⁵⁾ らも Al-Fe-Si 合金について $AlFeSi$ のごとき中間相の出現可能性をのべている。小菅⁶⁾ らは微量の Si を含む Al-Fe 合金につき, Al_3Fe 核の生成位置ならびにその成長機構などを論じているが結論が明らかでない。他方上記の Al_6Fe の場合と同様 Al_mFe の場合でもこれを高温焼鈍すれば, Al_3Fe に変化すると思われるが, Al_mFe に関する報文は従来ともみられていない。

よつて本研究では少量の Fe を含む Al-Fe 2 元合金を対象に, Al_6Fe ならびに Al_mFe について, その Al_3Fe への相変化の過程を詳細に検討し, 樅の木組織の消滅に関する基礎的知見を得ようとした。

2. 試料および実験方法

試料としては, 結果の解析を容易にする目的で Mg, Si のような不純物をほとんど含まない Al-1.0wt% Fe 2 元合金を用いた (Mg 約 0.001%, Si 約 0.006%)。普通問題視される工業用純アルミニウム中には約 0.5% Fe を含むが, ここで 1.0% Fe としたのは共晶領域を広くし, 組織観察の精度を高めようとしたからである。ところで凝固時の冷却速度を 1°C/sec 以下, 1 ~ 10°C/sec, 10°C/sec 以上のように変化させると, それぞれに対し Al_3Fe , Al_6Fe , Al_mFe を晶出することが判っている⁹⁾ ので, これを考慮して本研究では Al_6Fe を含む試料は金型鋳造法により, また Al_mFe を含む試料は溶湯を氷水中に滴下する方法によつて作った。原料としては 99.997% Al 地金と Al-9.0% Fe 母合金とを用いた。

さて Table 1 に示すようにアルマイト処理, フッ酸エッチング処理を行なうと Al_3Fe , Al_6Fe , Al_mFe の各相

* 軽金属学会第53回秋期大会 (52-11) にて発表した。

** 東京大学工学部 (東京都)。Faculty of Engineering, University of Tokyo (Tokyo)。

Table 1 Coloring¹⁾ of Al-Fe compounds when anodized or etched.

Phase	Anodizing in 15% H ₂ SO ₄ solu.	Etching in 0.5% HF solu.
Al ₃ Fe	light grey	darkened
Al ₆ Fe	dark grey	slightly darkened
Al _m Fe	light grey	darkened

はしかるべく着色するので¹⁾、この処理により Al₆Fe または Al_mFe が試料中に存在することを予め確認の上、次に 500~600℃ で等温焼鈍を行なった。これよりも低温の焼鈍を行なわなかったのは、低温では相変化に長時間を要し、工業的に意義がないと考えたからである。等温焼鈍に伴う組織変化または相変化はまず光学顕微鏡（以下光顕と略記）によって調べ、次に電子顕微鏡（以下電顕と略記）を用いて詳しく検討した。相の同定には X 線回折、電子線回折も併用し、X 線回折には各合金試料をヨウ素メタノール飽和溶液で処理して得られる化合物粉末²⁾を用いた。

3. 実験結果

3.1 Al₆Fe の相変化について

Photo 1 には、光顕による鑄造組織例と、これを 500℃ で (10~200) hr 焼鈍した際の組織変化を示す。鑄造組織(a)をみると、Al₆Fe は棒状であり、共晶領域がいくつかのセルから成っているのが判る。短時間の焼鈍では鑄造組織にほとんど変化を生じず、10hr では(b)のように共晶領域とマトリクス（初晶 α-Al）との境界にやや粗大な Al₃Fe 相を生じる。100 hr 以上の焼鈍では(c, d)のように Al₃Fe 相は著しく粗大化する。このような変化はセル境界上でもみられた。しかし、共晶領域内部では、100 hr 程度の焼鈍を行なっても、(c)のようにまだ Al₆Fe

(a) As Cast (b) 500°C, 10hr

(c) 100hr (d) 200hr

Photo 1 Changes of eutectic structures consisting of Al₆Fe due to isothermal annealing at 500°C for the time indicated. Etched in 0.5% HF solution. (×1000)

(a) 20 min (b) 2 hr

(c) 10 hr (d) 50 hr

Photo 2 Changes of eutectic structures consisting of Al₆Fe due to isothermal annealing at 600°C. (×1000)

相が安定に存在しており、さらに長時間の 200 hr 焼鈍を行なうと、共晶内部にも(d)に示すように Al₃Fe 相を生じた。ここで Al₃Fe の同定は、以下同様着色法によって行なった（後述）。以上により、Al₆Fe の相変化は共晶領域/マトリクスの境界部から生じやすく、焼鈍時間が長くなると共晶内部でも生じることが明らかになった。なお相変化の過程で中間相は生じないようであった。

次に 600℃ で 50 hr までの焼鈍を行なった場合の組織変化を **Photo 2** に示した。20 min の焼鈍で(a)のように共晶領域/マトリクスなどの境界部に Al₃Fe を生じ、2 hr の焼鈍(b)では共晶内部にも Al₃Fe を生じるようになり、50hr の焼鈍(d)で相変化はほぼ完了した。すなわちこの場合は Photo 1 の 500℃ の場合よりも当然のことながら相変化が速くなった。なお 600℃ の場合も中間相は生じないようであった。Photo 1, 2 において境界部に生じた Al₃Fe の周囲に Al₆Fe がみられないが、これは近傍の Al₆Fe が消滅することによって Al₃Fe が成長したことを示す。

Fig. 1 (a), (b) には 500~600℃ の等温焼鈍に伴う化合物相の X 線回折強度の変化を示す。これより (a) の 500℃ の場合は、10 hr あたりから Al₃Fe を生じ、100 hr 焼鈍後も Al₆Fe が残存し、また Al₆Fe → Al₃Fe の変化過程でとくに他相（中間相）を生じないなどが判る。すなわち本結果は Photo 1 の結果を裏づける。(b) の 600℃ の場合も傾向は同様であり、相変化の時間が短くなっている。なお 600℃、50 h の焼鈍で Al₃Fe のみとなつていますが、Photo 2 (d) の組織もそのように判断された。すなわち光顕組織によって Al₃Fe 相の出現を論じた既述の観察結果は正しかったといえる。

次に透過電顕により組織変化をさらに詳しく調べた。焼鈍温度が 500~600℃ では組織変化に本質的な差がなかったため、以下 600℃ の例を示す。**Photo 3** (a), (b) に

は鑄造組織と2hr焼鈍の組織とを掲げたが、(a)の鑄造組織をみると Al_6Fe の形状は完全な棒状ではなく、くびれのある棒状となつている。また(b)の焼鈍組織をみると、境界部にかなり粗大な Al_3Fe を生じ、その近傍の Al_6Fe が消滅しており、光顕組織と対応する。 Al_6Fe の消滅は、Fe 原子を境界部の Al_3Fe に供給すべく、それが共晶内部の α 相中に固溶したことを示す。内部組織は、 Al_6Fe がいくつかの楕円状相に分割されているが、これは上記のくびれ部分が焼鈍中に、界面エネルギーを減少させるべく、さらに発達したことによろう。もちろんこの時点でも楕円状相は Al_6Fe である。

Fig. 1 Changes in x-ray diffraction patterns due to the phase change from Al_6Fe to Al_3Fe . Specimens, isothermally annealed at 500°C (a), and at 600°C (b). Co-K α ray, used.

そこで粗大 Al_3Fe がどのようにして境界部に生じるかを知る目的で短時間焼鈍の組織を調べ、600°Cで5min焼鈍の組織例を **Photo 4 [A]** に示す。ここにA-(a)は低倍率の組織、(b)、(c)は高倍率の組織で(c)は Al_3Fe の回折斑点を用いた暗視野像である。(b)、(c)を比較すると、共晶領域/マトリクス境界部にみられる丸みを帯びた相(矢印)が Al_3Fe であり、内部の棒状相は Al_6Fe であることが判る。Photo 4 [A] で丸みを帯びた相の寸法は約0.5 μm とかなり大きい、このような組織から判断すると $\text{Al}_6\text{Fe} \rightarrow \text{Al}_3\text{Fe}$ の相変化は初期に Al_3Fe が境界部に接する Al_6Fe の端部に核発生し、次に内部の Al_6Fe の消滅を伴い、 Al_3Fe が成長するという過程によつて起こるとしてよい。

ところで、長時間の焼鈍を行なうと、共晶内部に Al_3Fe が境界部とは独立に発生することを認めている(既述)。そこで次にこのような場合を調べ、600°C、2hrの焼鈍組織を **Photo 4 [B]** に掲げた。この場合も(a)は低倍率、(b)は高倍率、(c)は高倍率暗視野像である。(b)、(c)を比べると、前に述べたと同じ理由により、楕円状の残留 Al_6Fe 粒子界面上に Al_3Fe (矢印) が核発生し、生じた核は Al_6Fe の内部に向かって成長していくようである。

3.2 Al_mFe の相変化について

まず **Photo 5** に鑄造組織と500°Cで(1~6)hr焼鈍の光顕組織例を示す。これによると、この場合の鑄造組織(a)は Al_6Fe よりも冷却速度が速かつたために極めて微細であり、共晶領域も狭くなり、 Al_mFe 相は連なつた形にみえるが、焼鈍時間と共にそれは分離状の組織となる。**Photo 6** には600°C焼鈍の組織変化を示したが、予想どおり組織変化は著しく速い。さて分離状組織を形成する比較的粗大な相は光顕によると Al_3Fe と判断され、 $\text{Al}_m\text{Fe} \rightarrow \text{Al}_3\text{Fe}$ の変化過程でこの場合も中間相はもちろん、 Al_6Fe なども生じないと思われた。 Al_mFe は Al_6Fe よりも不安定相と考えられるので、あるいはこれらの相を生じるかも知れないと考えたが、**Fig. 2 (a), (b)** に示

Photo 3 Transmission electron micrographs of eutectic structure consisting of Al_6Fe (a), and the structure after annealing at 600°C for 2 hr (b).

[A]

[B]

600°C, 5 min

600°C, 2 hr

Photo 4 Transmission electron micrographs showing the changes of eutectic structures consisting of Al_6Fe due to annealing at 600°C. [A], the structure change at the interface between eutectic region and matrix after annealing for 5 min. [B], at the inside of eutectic region after annealing for 2 hr. (a), low magnification; (b)(c), high magnification; (c), dark field image of (b). Arrows show Al_3Fe phase precipitated at the interface.

すX線回折結果からも明らかなように、それらは生じなかつた。また Fig. 1 および Fig. 2 を比較すると Al_mFe の方が Al_6Fe よりも相変化時間が短くなることがよく判る。

Photo 7 および **Photo 8** は電顕組織例であるが、上述のように Al_mFe の変化は Al_6Fe の場合よりも速いので、ここでは500°C焼鈍の組織を調べた。Photo 7 (a) は casting 組織、(b) は 2 hr 焼鈍後の組織である。(a) によると光顕で連続してみた Al_mFe が微細な棒状あるいはラス状となっており、(b) の 2 hr 焼鈍ではそれが分離状組織となることが示され、後者の組織は光顕組織と対応した。Photo 8 には短時間焼鈍の高倍率組織を示す。ここに(a)は casting 組織、(b)は500°C, 10 min の焼鈍組織、(c)

は(b)の暗視野像である。これによると、この場合も焼鈍初期に Al_3Fe (矢印) が共晶領域/マトリクス境界に接する棒状またはラス状の Al_mFe の端部に核発生することが示される。他方共晶内部においては、 Al_6Fe の場合と異なり、 Al_3Fe の核発生、成長は観察されなかつたが、これは共晶領域が極めて狭いことと関係しよう。

4. 考 察

以上の結果をまとめると、① Al_6Fe , Al_mFe のいずれの場合も500~600°Cの焼鈍を行なうと、中間相を経ずに Al_3Fe に相変化した。 Al_6Fe の場合は、共晶領域/マトリクス境界部などに接する Al_6Fe 端部に Al_3Fe が核発生し、焼鈍時間と共に成長したが、この時近接する Al_6Fe

は消滅する。② Al_3Fe への変化は Al_mFe の場合の方がより短時間で完了した、などが主な結果となる。

そこで、 Al_3Fe の核発生、成長の問題はとくに重要であるので後述するとし、まず準安定相 $\rightarrow \text{Al}_3\text{Fe}$ の変化過

Photo 5 Changes of eutectic structures consisting of Al_mFe due to isothermal annealing at 500°C . Etched in 0.5% HF solution. ($\times 600$)

Photo 6 Changes of eutectic structures consisting of Al_mFe due to isothermal annealing at 600°C . ($\times 600$)

Photo 7 Transmission electron micrographs of eutectic structure consisting of Al_mFe (a), and the structure after annealing at 500°C for 2 hr (b).

程で中間相を生じなかつたことについて考える。ここでその理由はよく判らないが、準安定相の端部またはその界面に安定相の Al_3Fe が生じやすく、これが成長可能な条件下におかれたからではないと思われる。他方共晶領域以外のマトリクス中の Fe 濃度に注目すると、Fe が過飽和状態^{9),7)}にあるので、その分解過程で中間相を生じる可能性がある。しかし Al-Fe 強制固溶体の分解過程を調べた結果^{8),9)}によると、低温では中間相を生じるが、約 400°C 以上の高温では安定相を生じるとされる。ゆえに本研究の場合は、焼鈍温度が高いため、マトリクスの分解過程で中間相は生じないことになる。**Photo 9**には 600°C で 2 hr 焼鈍後の共晶領域以外のマトリクスの組織を示すが、針状または棒状の析出相がみられる。こ

Fig. 2 X-ray diffraction patterns as to the phase change from Al_mFe to Al_3Fe . Specimens, isothermally annealed at 500°C (a), and at 600°C (b). Co- $\text{K}\alpha$ ray, used.

Photo 8 Transmission electron micrographs showing the change of eutectic structure consisting of Al_mFe due to annealing at 500°C for 10 min. (a), As-cast; (b), bright field image; (c), dark field image of (b). Arrows show Al_3Fe phase precipitated.

の相は電子線回折により Al_3Fe であることが確かめられた。以上により Al_6Fe を含む試料を $500\sim 600^\circ\text{C}$ で焼鈍しても、とくに中間相が生じなくてもよいと思われた。

次に Al_3Fe 核の発生・成長をとくに Al_6Fe の場合について考える。 Al_6Fe の場合は共晶内部の Al_6Fe 界面にも Al_3Fe 核を生じたが、これは本研究試料の Fe 量が 1.0% と多量で、共晶領域が広がったからであろう。事実 0.5% Fe 程度の普通の場合は、著者らの他結果¹⁰⁾によると、そのような現象を生じなかつた。よってここでは、共晶内部に Al_3Fe 核を生じる場合はとくに考察しな

Photo 9 Transmission electron micrograph of the matrix excepting the eutectic regions after annealing at 600°C for 2 hr, showing the precipitation of Al_3Fe phase.

いことにする。そこで共晶領域/マトリクスの境界部に Al_3Fe 核を生じた現象について考える。これはおそらく粒界に近接するマトリクス中の過飽和 Fe 原子がまず粒界に拡散し、次に粒界拡散によって準安定相端部に運ばれたために、その界面で Al_3Fe 核を生じたのであろう。 Al_3Fe 核が粒界上でなく、 Al_6Fe の界面に生じたのは、 Al_3Fe 核/ Al_6Fe 界面のエネルギー条件がより有利であつたからと思われる。そこで、 Al_3Fe 核の成長を考えると、Photo 4 [A] に示したように焼鈍のかなり初期に Al_3Fe は Al_6Fe から分離してしまう。ここでこの分離の機構は明らかでない。しかしいずれにしても、ここまでの過程である Al_3Fe 核の生成、それが成長して生じる Al_3Fe と Al_6Fe との分離とは、いずれも容易に進行する。したがってその後の $\text{Al}_6\text{Fe} \rightarrow \text{Al}_3\text{Fe}$ の変化過程は、 Al_3Fe の固溶、これによって生じる Fe 原子のマトリクス中での拡散、または Fe 原子などが Al_3Fe へ付着するなどのいずれかの過程によって律せられると思われる。セル境界の Al_6Fe 端部に Al_3Fe 核を生じる場合も同様と考えられる。

ところで実験結果によると、境界部に生じた Al_3Fe が成長する時、近接する Al_6Fe が消滅した。このことは Al_3Fe の成長（生成）速度が Al_6Fe の固溶・消滅速度に対応することを示す。そこで焼鈍時間 (t) と共に増大する Al_3Fe と Al_6Fe との間隔 (Al_6Fe の消滅距離, Δl) を光顕により計測*し、 Δl と t との関係を Fig. 3 に示した。これより 500°C の曲線および 600°C の短時間側 ($< 2\text{ hr}$) の曲線は、ほぼ直線で近似でき、したがって焼鈍時間が短い場合は、 Al_6Fe がほぼ一定の速度で消滅すると見なされた。そこでそれはそれとして、通常行なわれるクロスカット法に従って、 Δl 一定下で 2 種の温度

* t が長くなり、 Al_6Fe の相変化が共晶内部でも起こるようになると、 Δl にも影響を生じると考え、ここでは $t < 10\text{ hr}$ とした。棒状 Al_6Fe は t と共にやがてくびれ部分が分離した組織 (Photo 3) となるが、光顕観察 ($\times 1000$) ではこの組織は明確でなく、 Al_6Fe の消滅距離だけはかなり精度よく測定可能であつた。

Fig. 3 Relation between Δl and annealing time at 500 and 600°C. Δl , dissolution distance of rod-shaped Al_6Fe , where the growth of Al_3Fe takes place at the interface between matrix and eutectic region.

に対する t の比を検討する*と、 $\text{Al}_6\text{Fe} \rightarrow \text{Al}_3\text{Fe}$ の変化過程の活性化エネルギーが見積もられると考えた。その結果、 $\Delta l = 0.25 \sim 0.50 \mu\text{m}$ に対して $1.4 \sim 1.6 \text{ eV}$ の値が得られた。なお焼鈍の過程で Al_6Fe が分離組織となり、分離した Al_6Fe 粒子が径を増加するので、実測の Δl はこの場合、真の値よりもやや過大になっている。そこでこの点を考慮して活性化エネルギーの値を補正してみたところ、上記の値は約10%減少し、大幅には変化しないことが示された。

そこで上記の活性化エネルギーの意味であるが、最近の Sørensen¹¹⁾ らの結果によると、Al 中の Fe の拡散の活性化エネルギー ($E_{D(\text{Fe})}$) は約 1.4 eV とされる。 $E_{D(\text{Fe})}$ に限らず、この種の値は現在研究者間で必ずしも一致を見ていないが、 1.4 eV の値は純 Al の自己拡散の値約 1.3 eV と大差なく、したがって $E_{D(\text{Fe})}$ としては合理的な値と思われる。そうすると本研究で得られた $1.4 \sim 1.6 \text{ eV}$ の値は、上記の 1.4 eV に極めて近い値となり、 $\text{Al}_6\text{Fe} \rightarrow \text{Al}_3\text{Fe}$ の相変化の律速段階はマトリクス中での Fe 原子の拡散過程にあると一応ここでは考えられた。この点については今後さらに検討の予定である。 $\text{Al}_m\text{Fe} \rightarrow \text{Al}_3\text{Fe}$ の場合は、Photo 7, 8 に示したように組織が微細なため、 Δl の測定が不可能であった。よって詳細は明らかでないが、おそらくこの場合も相変化の律速段階は Al_6Fe の場合と同様と思われる。小菅⁹⁾ らは、縦の木組織の消滅に要した時間と温度との関係から $\text{Al}_6\text{Fe} \rightarrow \text{Al}_3\text{Fe}$ 相変化の活性化エネルギーとして 75 kcal/mol (3.3 eV) を求め、その律速段階は Al_6Fe 中での Fe または Al 原子の拡散過程にあるとした。本研究結果と彼らの結果とが著

しく相違する理由はここではよく判らない。しかし、縦の木組織の消滅に要する時間と $\text{Al}_6\text{Fe} \rightarrow \text{Al}_3\text{Fe}$ の相変化が完了する時間とが全く一致するかどうかについては今後検討が必要であろう。

次に準安定相を焼鈍し、これをできるだけ速やかに安定相に変化させ、いわゆる縦の木組織を消滅させようとするにはどのようにすべきかについて付言する。いずれの準安定相も相変化の律速段階が同一であるとすれば、同一焼鈍温度下では、準安定相量を減じるのがもつとも得策と思われる。そのためには不純物の Fe 量を少なくし、できる限り急冷して共晶領域と共にセル領域を小さくするのが有効であろう。これについては、加工すると $\text{Al}_6\text{Fe} \rightarrow \text{Al}_3\text{Fe}$ の変化速度が速くなるとする報告³⁾ もある。Al-Fe 純 2 元系でなく、Mg, Si などの不純物が存在する場合は後報でのべることにする。

従来、 $\text{Al}_m\text{Fe} \rightarrow \text{Al}_3\text{Fe}$ の相変化が研究されなかつた理由としては、以下のことが考えられる。まず Fe 量が増加すると、 Al_6Fe が生じにくくなる^{12), 13)} と同様に、著者らの他結果¹⁰⁾ によれば Fe 量が約 2% 以上で Al_mFe が晶出しにくくなることが判っている。また急冷する程 Fe がマトリクス中に強制固溶され、その結果として Al_mFe が晶出しにくくなるの二つが上記の理由として考えられる。要するに Al_mFe の晶出条件が Fe 量ならびに冷却速度との関連で、 Al_6Fe の場合よりも狭い範囲にあるのがその原因であろう。ただし Mg, Si などの不純物が存在すると事情がやや複雑となるようであるので¹⁴⁾、詳しくは検討の余地がある。

5. 結 論

Al-1.0%Fe 2 元合金において生じる準安定相 (Al_6Fe , Al_mFe) が、500~600°C の焼鈍によつて Al_3Fe 安定相へ変化する過程を光顕、電顕、X線回折などによつて詳しく検討し、次の結果を得た。

① Al_6Fe , Al_mFe のいずれを含む試料の場合も、焼鈍すると、安定相の Al_3Fe に変化する。焼鈍の過程で中間相は生じなかつた。

② $\text{Al}_6\text{Fe} \rightarrow \text{Al}_3\text{Fe}$ の相変化は、共晶領域/マトリクスの境界部などに接する Al_6Fe の界面に Al_3Fe が核発生し、近接する Al_6Fe の消滅を伴つて、それが成長するという過程によつて生じることが示された。上記相変化の活性化エネルギーは $1.4 \sim 1.6 \text{ eV}$ と見積もられ、したがってこの相変化は、 Al_6Fe が固溶消滅して生じる Fe 原子が共晶内部の α 相中を拡散する過程によつて律せられ

* 焼鈍温度 (T) を種々変化させて求められる Fig. 3 のごとき曲線に対し、クロスカット法を適用し、 $\ln t - 1/T$ が直線になることを確認の上、活性化エネルギーを求めるのが一般であろう。しかしここでは T が 2 種類であつたので、その確認はできなかったが、一応直線関係が成立すると仮定し、 t_1/t_2 の比と温度との関係から相変化の活性化エネルギーを推定した。

ると思われた。 $\text{Al}_m\text{Fe} \rightarrow \text{Al}_3\text{Fe}$ の相変化もおそらく Al_6Fe の場合と同様ではないかと推定された。

③ Al_6Fe の場合よりも Al_mFe の方が、短時間焼鈍で Al_3Fe に変化した³⁾が、これは Al_mFe の共晶領域が他よりも狭かったことによると思われた。

本研究の一部は昭和52年度科学研究費補助金によって購入した高分解能電子顕微鏡を用いて行なわれたものであることを付記する。また試料の調製、分析等に御配慮をいただいた古河アルミニウム㈱関係各位に感謝の意を表する。

参 考 文 献

- 1) 小菅, 水上: 軽金属, **25** (1975), 48.
- 2) 浅見, 秀野, 田中: 軽金属学会第52回春 期 大会講演概要 (1977), 43.
- 3) 小菅, 水上: 軽金属, **22** (1972), 437.
- 4) E. H. Hollingsworth, G. R. Frank, Jr., and

- R. E. Willet: *Trans. AIME*, **224** (1962), 188.
- 5) 三木, 平沢, 高田, 古谷: 軽金属学会 第42回春期大会講演概要 (1972), 125.
- 6) 三木, 小菅, 長浜: 軽金属, **25** (1975), 1.
- 7) G. Falkenhagen and W. Hofmann: *Z. Metal.*, **43** (1952), 69.
- 8) P. Furrer and H. Walimont: *Z. Metalk.*, **64** (1973), 236.
- 9) A. Tonejc: *Met. Trans.*, **2** (1971), 437.
- 10) 著者ら: 未発表
- 11) K. Sørensen and G. Trumpy: *Phys. Rev. B*, **7** (1973), 1791.
- 12) C. M. Adam and L. M. Hogan: *J. Aust. Inst. Met.*, **7** (1971), 81.
- 13) I. R. Hughes and H. Jones: *J. Mat. Sci.*, **11** (1976), 1781.
- 14) 浅見, 西辻, 田中: 軽金属学会第53回秋 期 大会講演概要 (1977), 11.